

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 04-088125
 (43)Date of publication of application : 23.03.1992

(51)Int.Cl. C21D 9/46
 C21D 1/00
 C21D 8/02
 C22C 38/00
 C22C 38/06

(21)Application number : 02-199275 (71)Applicant : NIPPON STEEL CORP
 (22)Date of filing : 30.07.1990 (72)Inventor : ITAMI ATSUSHI
 MATSUZU NOBUHIKO
 KOYAMA KAZUO
 HONDA TOMOKI

(54) PRODUCTION OF HIGH STRENGTH HOT ROLLED STEEL PLATE EXCELLENT IN STRETCH-FLANGE FORMABILITY AND DUCTILITY

(57)Abstract:

PURPOSE: To obtain a high strength hot rolled steel plate, excellent in stretch-flange formability and ductility by successively subjecting a slab of steel with a specific composition to hot rolling, cooling, and coiling under respectively specified conditions and providing a specific structure.

CONSTITUTION: A slab of a steel having a composition consisting of, by weight, 0.07-0.18% C, 0.5-1.0% Si, 0.7-1.5% Mn, $\leq 0.02\%$ P, $\leq 0.005\%$ S, 0.0005-0.0050% Ca, 0.01-0.10% Al, and the balance Fe with inevitable impurities is heated up to 1000-1200° C and hot-rolled, and finish rolling is completed at a temp. between (Ar3 transformation point + 60° C and 950° C. Subsequently, cooling is exerted at $\geq 50\text{° C/sec}$ cooling rate within 3sec from the completion of finish rolling and rapid cooling is finished at a temp. between ($T\text{° C}$), computed from equation, and ($T-70\text{° C}$), and, after air cooling, ceiling is carried out at $>350-500\text{° C}$. By this method, the hot rolled steel plate in which the structure ratio of cementite of $\geq 0.1 \mu\text{m}$ circle-equivalent radius is regulated to $\leq 0.1\%$ and/or the structure ratio of martensite is regulated to $\leq 5\%$ and which has $\geq 50\text{kgf/mm}^2$ tensile strength and stretch-flange formability of ≥ 1.8 blanking hole widening ratio and also has excellent ductility is obtained.

$$T = 680 - 450 \times [X_C] - 40 \times [X_{Si}] - 60 \times [X_{Mn}] + 170 \times [X_P]$$

⑫ 公開特許公報 (A)

平4-88125

⑬ Int. Cl. 5

C 21 D 9/46
1/00
8/02
C 22 C 38/00
38/06

識別記号

118
301

府内整理番号

S
Z
B
W

⑭ 公開

平成4年(1992)3月23日

審査請求 未請求 請求項の数 1 (全6頁)

⑮ 発明の名称 伸びフランジ性と延性の優れた高強度熱延鋼板の製造方法

⑯ 特 願 平2-199275

⑯ 出 願 平2(1990)7月30日

⑰ 発明者 伊丹 淳	千葉県君津市君津1 新日本製鐵株式会社君津製鐵所内
⑰ 発明者 松津 伸彦	千葉県君津市君津1 新日本製鐵株式会社君津製鐵所内
⑰ 発明者 小山 一夫	千葉県君津市君津1 新日本製鐵株式会社君津製鐵所内
⑰ 発明者 本田 知己	千葉県君津市君津1 新日本製鐵株式会社君津製鐵所内
⑰ 出願人 新日本製鐵株式会社	東京都千代田区大手町2丁目6番3号
⑯ 代理人 弁理士 茶野木 立夫	

明細書

$$T = 660 - 450 \times [\%C] + 40 \times [\%Si]$$

$$- 80 \times [\%Mn] + 470 \times [\%P]$$

1. 発明の名称

伸びフランジ性と延性の優れた高強度熱延
鋼板の製造方法

2. 特許請求の範囲

重量%で、

C : 0.07~0.18%

Si : 0.5~1.0%

Mn : 0.7~1.5%

P : 0.02%以下

S : 0.005%以下

Ca : 0.0005~0.0050%

Al : 0.01~0.10%

を含み残部Feおよび不可避的不純物からなる鋼
をスラブとした後、1000~1200°Cに加熱し、熱間
圧延して (A₁変態点 + 80) °C以上 950°C以下
の温度で仕上圧延を終了し、仕上げ圧延終了から

3秒以内に 50°C/秒以上の冷却を施し、

で計算される温度 (T°C) 以下 (T-70) °C以上
の範囲で急冷を終了し、その後空冷を経て 350
超~500 °Cで巻き取ることにより得られる、円相
当半径が 0.1mm 以上 のセメンタイトの組織率が
0.1%以下で及び/またはマルテンサイトの組織
率が 5%以下であることを特徴とする引張強さが
50kgf/mm²以上で打ち抜き穴抜け≥1.8 の伸びフ
ランジ性を有しつつ延性の優れた熱延鋼板の製造
方法。

3. 発明の詳細な説明

(産業上の利用分野)

本発明は、主としてプレス加工される自動車
部品を対象とし、1.6~8.0mm程度の板厚で、50
kgf/mm²以上 の引張強さを有し、伸びフランジ性
と延性に優れた高強度熱延鋼板の製造方法に係わ
る。

(従来の技術)

従来、引張強さ 50kgf/mm²以上 の高強度熱延鋼

板は、高C-Si-Mn系、またはSi-MnにNb、V、Ti²を添加しこれらの炭窒化物の析出強化により強度をもたせる析出強化系によって製造されていた。しかし、前者は高Cのための点溶接性の悪さ、後者は延性の低さによりその使用用途は限られていた。

このような状況を打破するものとして発明されたのが、フェライトとマルテンサイトの組織からなる、いわゆるDual Phase鋼である。この鋼は延性に優れ、張出し加工用途においては軟鋼レベルの加工性を示す特徴を有するものの、多量の合金成分を必要とすることからの高コスト、あるいは組織の特殊性から伸びフランジ性が十分でなかったこと等からあらゆる部材に適用できる鋼材とはなり得なかった。

以上の背景から、本発明者等は既に特開昭58-11734号公報に開示しているように経済性、加工性に優れた高強度熱延鋼板の製造方法を特許出願している。すなわち、この製造方法は、点溶接性を考慮に入れた成分系を出発素材とし、熱延条件

の適正化により高強度でありながら、経済性、加工性、点溶接性に優れた熱延鋼板の製造技術を示したものである。

しかしながら、自動車ユーザーにおけるプレス成形は、最近の高意匠化とともに、エンジンの高出力化に伴う補強足回り部材の部品数が多くなったことによるスペースの確保等からこれまで以上に複雑化しており、その形状も難成形の極みに達している。その結果、上記技術ではまかない切れない成形部品も散発するようになり、更なる加工性向上が必要になってきた。ここで言う加工性は、伸びフランジ性と延性のことであり、この2つの特性は、どちらか一方の特性の飛躍的な向上を意図した場合他方の劣化はやむを得ない、両立の困難な性質であると考えられていた。

一方、例えば特開昭57-23025(特公昭61-40015)号公報に開示された発明のような本発明と同程度の強度クラスを狙った技術があるが、この技術は組織をフェライトと微細バーライトの混合組織を意図したものであり、伸びフランジ性の向上につ

いてはある一定のレベルでしかなく、最近のユーザー使用用途には耐えられなくなっている。

さらに、本発明より少し低い強度を得、伸びフランジ性の向上を意図した特公昭64-10563号公報には、N添加と熱延条件との組合せによる技術が提案されているが、ここで得られている加工性は、引張り強さ(TS) 40kg/mm²で穴抜け比1.75, TS, 38kg/mm²で穴抜け比1.87がせいぜいであり、現状の要望を充分満足するには至っていない(伸びの開示はない)。

(発明が解決しようとする課題)

以上のことから開発、実用化に必要な要件は、経済性、点溶接性をそこねることなく、自動車部材用熱延鋼板にとって重要な伸びフランジ性と延性の向上に両立させた技術を確実することである。本発明は、この要求を満足する鋼を提供することを目的とするものである。

(課題を解決するための手段)

前記目的を達成するために、本発明は、以下の通りの構成を要旨としている。

すなわち、重量%で、

C : 0.07~0.18%
Si : 0.5~1.0%
Mn : 0.7~1.5%
P : 0.02%以下
S : 0.005%以下
Ca : 0.0005~0.0050%
Al : 0.01~0.10%

を含み残部Feおよび不可避的不純物からなる鋼をスラブとした後、1000~1200°Cに加熱し、熱間圧延して(A_r₃変態点+80)°C以上 950°C以下の温度で仕上圧延を終了し、仕上げ圧延終了から3秒以内に50°C/秒以上の冷却を施し、

$$T = 660 - 450 \times [\%C] + 40 \times [\%Si] - 60 \times [\%Mn] + 470 \times [\%P]$$

で計算される温度(T°C)以下(T-70)°C以上で急冷を終了し、その後空冷を経て350°C~500°Cで巻き取ることにより得られる円相当半径が0.1mm以上のセメントタイトの組織率が0.1%以下であり/またはマルテンサイトの組織率が5%以下

であることを特徴とする引張強さが50kg f / mm²以上で打ち抜き穴抜け比と1.8の伸びフランジ性を有しつつ延性の優れた熱延鋼板の製造方法である。

(作用)

次に本発明の各構成要件の限定理由について詳述する。

Cは強度確保のために必要であり、最小限0.07%必要である。しかし、0.18%を超えると点溶接性が劣化する。そのためCは0.07~0.18%とした。

Siは本発明において最も重要な元素である。本発明においては、延性と伸びフランジ性の向上を意図している。本発明において克服したのは、後で述べる熱延条件との組合せにより組織を最適化すると共にこのSiの含有により延性と伸びフランジ性の両者を向上させたことである。この現象を發揮するためには最小限Siは0.5%以上必要である。上限は、本来規定しなくても良いが、経済性、点溶接性を考慮し、1.0%までとした。

このSiの効果は、Siがフェライトフォーマーであることによる寄与だけでは説明がしにく

く、今後の研究によらなければならないが、本発明者が発明に至らせた経緯を述べると以下のとおりである。

すなわち、伸びフランジ性を向上させるのは、例えば引張強度が50kg f / mm²以上の高強度鋼板であれば、例えば特開昭58-11734公報のようにベイナイトを混入させることによって達成されたものの、単なるベイナイト化だけであれば延性が劣化するし、均一ベイナイト化を意図する場合には、フェライトフォーマーであるSiを添加するとは考えない。一方、本発明者等が敢えて試行した、Siを0.5%以上含有させ、後で詳述するような限定した熱延条件との組合せにより得られるベイナイトは、仕上圧延後の連続冷却および巻取処理の間に生成されるベイナイト中のフェライト部分にあるSiが、延性を高め、かつ伸びフランジ性向上に有害なセメンタイトの生成を抑制したものと考えられる。すなわち、伸びフランジ性向上に有害な組織因子の1つにセメンタイト(ベイナイト中や粒界3重点など)が挙げられ、大きさが円

相当半径に換算して0.1μm以上のセメンタイトが組織率にして0.1%より多く存在すると伸びフランジ性が劣化し、セメンタイト微細分散のために本発明が意図する強度クラスの場合には、Siの添加(と後で述べる熱延方法との組合せ)が有効である。さらに、このフェライト部分のSiが剪断時のミクロクラック発生を押さえていることにより、単なるベイナイトより伸びフランジ性を向上させたと考えられる。この特別なベイナイトは、単にSiを含有させることにより得られるものではなく、後で述べる限定された熱延条件との組み合わせにより始めて得られるものである。

Mnは、強度確保のために必要な元素であり0.7%以上の含有が必要である。上限は、強度安定性、経済性、点溶接性などを総合的に判断し1.5%とした。

Pは、点溶接性を低下させると共にA_{rs}変態点を上昇させる元素であるために徹底的にその含有量を下げる必要があり、0.02%以下とした。好ましくは0.01%以下に下げた方が良い。

また、Sは点溶接性、伸びフランジ性の観点よりこれまで徹底的に下げる必要があり0.005%以下にする必要がある。好ましくは0.002%以下に下げた方が良い。

さらに硫化物系介在物の形態制御のためにCaを添加する。0.0005%未満の添加では形態制御の効果はなく0.005%を超える添加は形態制御の効果が飽和するだけでなく、逆にCa系の介在物が増加するために悪影響がでるために上限をここに定めた。

Alは、脱酸剤として必要である。0.01%未満ではその効果がなく0.10%を超えるとアルミナ系介在物が増加し、鋼の延性を劣化させる。

次に本発明において成分との組み合わせにおいて非常に重要な熱延条件について詳述する。

まず、スラブ系の鈑片の加熱温度は1200°C以下にする必要がある。本発明にあっては、Siを添加しており加熱炉内においてSiの酸化物と鉄の酸化物の化合物であるファイアライトが生成し、巻取後赤スケールになったり酸洗後疊形模様が鋼

板表面に残り見栄えが悪くなる。これを避けるために上限を規制する。好みしくは1150°C以下が良い。加熱温度の下限は1000°Cとする。これより低い加熱条件を採用すると仕上げ圧延に負荷がかかりすぎ、温度の確保も困難である。

仕上げ温度は、(Ar₃変態点+80)°C以上に規定する。これは、その後の冷却条件との組み合わせにより、Siを発明範囲含有させた鋼に対して伸びフランジ性、延性を向上させる特別のペイナイトを得るための処置である。Ar₃変態点～(Ar₃変態点+80)°C未満の温度域ではボリゴナルフェライトの多量混入のために伸びフランジ性を劣化させる。上限は、950°Cとした。これは、伸びフランジ性向上の効果が飽和するだけではなく、単なる粗大なペイナイトが生成されることにより延性が劣化するためである。

仕上げ圧延終了後直ちに冷却を施す必要がある。これは、本発明が意図する組織を得るために必須であり、遅くとも仕上げ圧延終了後3秒以内に冷却する必要がある。3秒を超える空冷は伸びフ

ランジ性向上には不利である。

さらに冷却速度は50°C/秒以上必要である。これは、連続冷却中のフェライトの多量生成を回避するための処置である。操業技術開発により冷却終点温度が正確に制御できるようになれば上限は特に規定する必要がないが、現状では150°C/秒以下が好みしい。

急冷終点温度は

$$T = 660 - 450 \times [\%C] + 40 \times [\%Si] \\ - 60 \times [\%Mn] + 470 \times [\%P]$$

で計算される温度(T°C)以下(T-70)°C以下の範囲にする必要がある。これは、狙いとする組織を得ることによる伸びフランジ性と延性の向上を達成させると共に強度を安定化させるために必要である。(T-70)°C未満の温度で急冷を終了すると、強度が高まり過ぎるだけではなく強度特性が安定しない。一方、T°C以上の急冷終了は、伸びフランジ性に有利な組織が得られず、さらにバーライト生成等による強度低下も起こるために本発明にとっては不利である。

急冷終点から空冷を施し350超～500°Cの巻取温度範囲にする必要がある。これは、この空冷から巻取を経てコイル状態での冷却により本発明が意図する特別なペイナイトの変態を十分に起こさせ、他の組織の生成を避ける必要があるためである。350°C以下の巻取温度ではマルテンサイトが組織率にして5%以上混入することにより伸びフランジ性の劣化につながる。さらに、形状がくずれる等の操業上の問題があり、不適当である。また、500°Cを超える巻取温度は、本発明が意図する特別なペイナイトが得られないばかりか、バーライトの生成などによる強度の劣化、伸びフランジ性の劣化等が表れるために不適当である。

本発明が意図する組織は、Siを含有することにより延性が向上するペイナイトが全面的であり、大きさが円相当半径で0.1mm以上のセメンタイトを0.1%以下でかつまたはマルテンサイトの組織率を5%以下に限定した。もちろんこの限定は成分と熱延条件の上記の限定により達成されるも

のであり、セメンタイトもマルテンサイトも上記範囲以上であると伸びフランジ性が劣化するため好ましくない。

(実施例)

第1表に示す成分を有する鋼を転炉にて溶製し、連続鋳造にてスラブにした。この表には各鋼のAr₃変態点も併記した。

第1表のなかで、A鋼はSi、E鋼はC、G鋼はSi、H鋼はMn、I鋼はP、S、Caが本発明範囲外である。

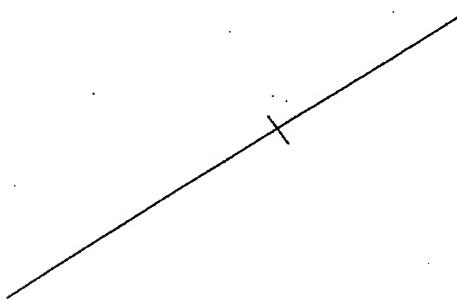
第2表は、熱延条件である。第2表においては、仕上圧延後2.5秒で70°C/秒の冷却を施した。巻取後スキンバスを0.8%施し板厚3.0mmの製品とし材質試験に供した。

引張試験は、JIS Z 2201.5号試験片を用いた。組織率は、透過電顕写真から判断し、セメンタイトの円相当半径は、透過電顕写真の画像解析結果を用いた。

伸びフランジ性は、穴抜け試験で評価し、直徑20mmのパンチと、板厚の20%クリアランスを持た

せたダイス ($= (20.0 + (\text{板厚}) \times 0.2) \text{ mm} (= d_0)$) 直径のダイス) により打ち抜いた切断穴を、打ち抜きによるバリのない (バリとは反対の) 面側から 30° 円錐パンチで押し抜け (この際押し抜け部への材料流入がないようにフランジには 60 トンのしわ押さえをかけ)、クラックが板厚を貫通する時点で止めたときの穴径 (d) と元の穴径 (d_0) の比 (d/d_0) を示した。

点溶接試験は散り発生直前の条件で単点溶接を行い、これを引き剥がしその破断面がもとの接合面にかかっていないものを○、いるものを×で示した。



第 1 表 実施例における鋼の化学成分 (重量%)

符号	C	Si	Mn	P	S	Al	Ca	Ar ₃	通川	比較鋼		
										本発明範囲	本発明範囲	本発明範囲
A	0.12	0.20	1.11	0.003	0.0028	0.023	0.0020	793	比較鋼			
B	0.10	0.60	1.11	0.005	0.0020	0.023	0.0021	815	本発明範囲			
C	0.15	0.70	1.45	0.004	0.0008	0.022	0.0012	775	本発明範囲			
D	0.17	0.65	1.20	0.008	0.0012	0.021	0.0025	780	本発明範囲			
E	0.19	0.54	1.21	0.008	0.0022	0.025	0.0030	767	比較鋼			
F	0.09	0.90	1.40	0.008	0.0010	0.022	0.0035	815	本発明範囲			
G	0.12	1.61	1.20	0.005	0.0033	0.030	0.0012	820	比較鋼			
H	0.11	0.70	1.65	0.005	0.0010	0.025	0.0020	781	比較鋼			
I	0.11	0.65	1.21	0.028	0.0055	0.026	0.0004	817	比較鋼			

第 2 表 実施例における熟延条件

No	符号	H T	F T	T	Q F T	C T	C	M	T S	E ℥	d / d ₀	SW
1	B	1100	890	555	500	430	0.01	0	56	33	2.4	○
2	B	1100	820	555	540	430	0.15	0	57	32	1.7	○
3	B	1140	960	555	530	430	0.13	0	55	26	1.9	○
4	B	1100	890	555	620	520	0.98	0	49	33	1.5	○
5	B	1100	890	555	410	330	0.03	8.2	66	21	1.5	○
6	B	1220	900	555	540	490	0.12	0	54	26	1.8	○
7	A	1100	860	531	510	450	0.56	0	54	27	1.7	○
8	C	1100	850	515	490	480	0.04	1.2	61	30	2.3	○
9	D	1100	870	520	500	450	0.03	0	65	28	2.0	○
10	E	1100	850	507	480	420	0.25	6.8	72	20	1.8	○
11	F	1100	870	555	540	490	0.05	0	51	35	2.5	○
12	G	1100	900	561	520	410	0.11	6.3	69	27	1.9	×
13	H	1100	860	522	480	410	0.05	6.9	68~78	25~18	1.6	×
14	I	1100	880	557	530	460	0.17	0	56	27	1.5	×

注) H T : 加熱温度 (°C)、F T : 仕上圧延温度 (°C)、Q F T : 急冷終点温度 (°C)、C T : 卷取温度 (°C)、C : 円相当半径換算で $0.1 \mu\text{m}$ 以上のセメンタイトの組織率、M : マルテンサイトの組織率、T S の単位は kg f / mm、E ℥ は %、 d/d_0 : 穴抜け比、SW : 点溶接性である。

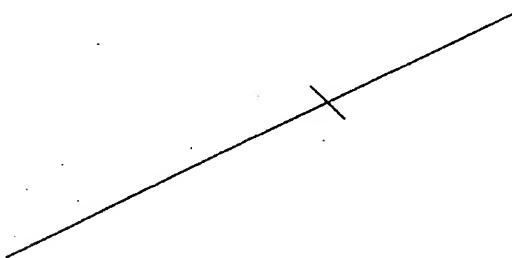
本発明鋼はNo.1, 8, 9, 11であり、比較鋼はNo.2, 3, 4, 5, 6, 7, 10, 12, 13, 14である。

No.2は仕上げ温度が本発明範囲より低い場合であり、組織がフェライトリッチとなり、伸びフランジ性が向上しない。No.3は仕上げ温度が発明範囲より高い場合であり、粗大ベイナイトにより延性の劣化が見られた。No.4は急冷終点温度が本発明範囲より高い場合であり、強度不足を生じると共に伸びフランジ性も劣化した。No.5は急冷終点温度が本発明範囲より低すぎた場合であり、延性と伸びフランジ性が劣化した。No.6は加熱温度が本発明範囲外の場合であり、粗大ベイナイトによる延性の劣化があり、鋼板表面に雲形模様も観察された。No.7はSiの含有量が本発明範囲外の鋼であり、延性と伸びフランジ性の向上が認められなかった例である。No.10はCの含有量が本発明範囲外の鋼であり、硬質化すると共に溶接性が悪かった。No.12はSiの含有量が本発明範囲外の鋼であり、高コストであるとともにSiの伸びフ

ランジ性に対する寄与が飽和し、かつ溶接性が悪かった。No.13はMnの含有量が本発明範囲外の鋼であり、溶接性に問題があり、かつ強度特性も安定しなかった。No.14はP, S, Caの含有量が本発明範囲外の鋼であり、延性、伸びフランジ性、溶接性すべてに問題があった。

これに対し、本発明の範囲であるNo.1, 8, 9, 及び11は何れも伸びフランジ性と伸びがともにすぐれた50kgf/mm²以上の熱延鋼板であって、溶接性も良好であり、且つ、コストも安く提供できた。

第3表は、仕上げ直後急冷に関する実施例である。供試鋼は、鋼符号Bである。加熱温度：1100°C、仕上げ温度：900°Cとした。



No.15は急冷開始までの時間が本発明範囲より長い場合であり、組織にポリゴナルフェライトが混入し、伸びフランジ性を劣化させた。No.16は冷却速度が遅い場合であり、強度低下を起こすと共に組織が不適当であり伸びフランジ性を劣化させた。

(発明の効果)

以上に説明したとおり、本発明によれば、伸びフランジ性と延性に優れたかつ赤スケール、雲形模様のない50kgf/mm²以上の熱延鋼板が提供できる。また本発明による鋼帶はそのまま黒皮にて用いても良く、また酸洗して用いても良い。あるいは、せん断ラインにて切板としても良い。その際、レベラーまたは鋼質圧延により形状を整えたり、巻ぐせを矯正しても良い。

第3表 仕上げ直後急冷に関する実施例

鋼	急冷開始までの時間(秒)	冷却速度(°C/秒)	急冷終点温度(°C)	基準温度(°C)	TS	EL	六極オーバー
15	5	60	520	470	54	31	1.7
16	2	40	540	500	48	32	1.6

代理人弁理士 茶野木立夫